

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN(11)Publication number : **06-269959**(43)Date of publication of application : **27.09.1994**

(51)Int.Cl.

**B23K 20/04
B21B 1/22
B21B 3/02
C21D 8/02
C21D 9/46
C22C 38/00
C22C 38/22**(21)Application number : **05-085098**(71)Applicant : **NKK CORP**(22)Date of filing : **22.03.1993**(72)Inventor : **SUWA MINORU
KATAHIRA MASAHIRO
TSURIZAKI KATSUYOSHI
KIMURA HIDETO****(54) PRODUCTION OF HIGH-PURITY FERRITIC STAINLESS CLAD STEEL PLATE**

(57)Abstract:

PURPOSE: To improve the surface characteristics after working and to make it possible to shorten and omit a stage for polishing a cladding metal after working, such as mirror plate working, and eventually to drastically reduce costs.

CONSTITUTION: This method consists in producing the high-purity ferritic stainless clad steel plate by hot rolling a slab formed by superposing a high-purity ferritic stainless steel contg., by weight%, 16.0 to 32.0% Cr and $\leq 2.5\%$ Mo and a carbon steel or low-alloy steel. After the slab is heated to 1100 to 1200°C, the slab is subjected to first stage of hot rolling at a high temp. of $\geq 950^\circ\text{C}$ and thereafter, the rolling is once interrupted and the slab is again subjected to hot rolling of $\geq 50\%$ cumulative draft at $\geq 900^\circ\text{C}$.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 31.10.1996

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 2748814

[Date of registration] 20.02.1998

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平6-269959

(43) 公開日 平成6年(1994)9月27日

| (51) Int.Cl. ⁵ | 識別記号 | 庁内整理番号 | F I | 技術表示箇所 |
|---------------------------|------|---------|-----|--------|
| B 2 3 K 20/04 | E | 9264-4E | | |
| | C | 9264-4E | | |
| B 2 1 B 1/22 | B | 7128-4E | | |
| 3/02 | | 7128-4E | | |
| C 2 1 D 8/02 | Z | 7412-4K | | |

審査請求 未請求 請求項の数 2 F D (全 8 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願平5-85098

(22) 出願日 平成5年(1993)3月22日

(71) 出願人 000004123

日本鋼管株式会社

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号

(72) 発明者 諏訪 稔

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本鋼管株式会社内

(72) 発明者 片平 正宏

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本鋼管株式会社内

(72) 発明者 釣崎 勝義

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本鋼管株式会社内

(74) 代理人 弁理士 煤孫 耕郎

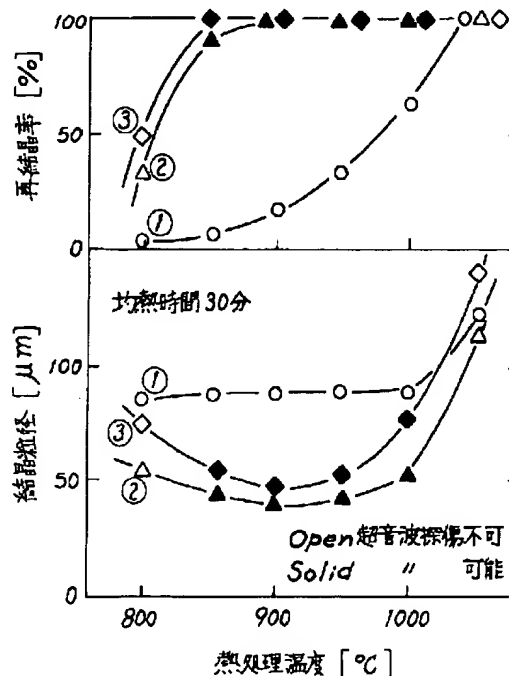
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼板の製造方法

(57) 【要約】

【構成】 重量%で、Cr:16.0~32.0%、Mo:2.5%以下を含む高純度フェライト系ステンレス鋼と炭素鋼もしくは低合金鋼を重ね合わせてスラブを、熱間で圧延して高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼板を製造する方法において、1100~1200℃にスラブを加熱後、第1段目の熱間圧延を950℃以上の高温で行った後一旦圧延を中断し、900℃以下で再び累積圧下率50%以上の熱間圧延を施すことを特徴とする加工後の表面性状に優れた高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼板の製造方法。

【効果】 従来法により製造された鋼板に比べて加工後の表面性状に優れており、鏡板加工等の加工後に合せ材の研磨工程の短縮・省略が可能となり、その結果大幅なコスト低減が可能である。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、Cr:16.0~32.0%、Mo:2.5%以下を含む高純度フェライト系ステンレス鋼と炭素鋼もしくは低合金鋼を重ね合わせたスラブを、熱間で圧延して高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼板を製造する方法において、1100~1200℃にスラブを加熱後、第1段目の熱間圧延を950℃以上の高温で行った後一旦圧延を中断し、900℃以下で再び累積圧下率50%以上の熱間圧延を施すことを特徴とする加工後の表面性状に優れた高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼板の製造方法。

【請求項2】 特許請求の範囲第1項記載の熱間圧延後に、850~1000℃で焼ならし熱処理を施すことを特徴とする加工後の表面性状に優れた高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は鏡板加工などの加工後の表面性状に優れた高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼板の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】SUS444に代表される高純度フェライト系ステンレス鋼は、SUS304やSUS316などの汎用オーステナイト系ステンレス鋼の欠点である耐塩化物応力腐食割れ性に優れるという特徴から温水タンクや化学プラントの压力容器などに使用が広がっている。しかしながら、板厚の増加に伴い靱性の確保が困難となるため、厚物材の用途でクラッド鋼板の需要が高まっている。ところが、従来法で製造した高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼板は、製造後の合せ材表面に肌荒れが生じたり、超音波探傷試験において雑エコーが発生し探傷試験が不可能な場合がある等の問題があった。また、高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼板は、温水タンクや压力容器のヘッドのように鏡板に加工して使用される場合が多いが、この場合も合せ材の表面にしわが生じ、加工後の研磨工程に手間が掛かる等の問題があった。

【0003】鏡板加工など曲げ加工や引張加工後に表面性状が悪化する現象は、粗大結晶粒が原因であることは良く知られており、類似の現象として薄板のリジングがある。リジングはフェライト系ステンレス鋼の強圧下時に生じる粗大な伸長組織と集合組織が原因であるとされ、その対策として特開昭55-134128等が提案されている。これは、粗大な伸長組織を破壊するために、熱間圧延工程の比較的低温度域で大圧下を加え、その後の焼鈍により微細な再結晶組織を得ようとするものである。また、一般的に結晶粒を小さくする技術として、圧延開始温度から仕上げ温度の間に変態点を通過させる方法が考えられる。一方、従来圧延法による高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼板の製造において

は、一般にクラッド圧延前のスラブ加熱温度を高温にするほど高い接合強度が得られることからスラブをなるべく高温に加熱し、連続して圧延を行い製造する方法が主に採用されており、また母材の機械的性質の観点から熱間圧延後に必要に応じて焼ならし熱処理を施す場合があるが、この双方が表面性状の観点からは有害であり、加工後の合せ材の表面のしわ等の不都合は高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼板の欠点であった。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】従来の高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼板の製造においては、前述の薄板リジング対策あるいは変態点利用技術をそのまま適用することはできない。すなわち、薄板リジング対策である熱間圧延工程の低温域において大圧下を加える方法は、従来のクラッド鋼板製造工程において組立スラブをできる限り高温に加熱しそこから連続圧延する方法と相反するもので、スラブ設計及び圧延能力から限られた圧下量の中で高温域での圧下量が制限されるため、高い接合強度が得られないというような問題点を生起することになる。一方、接合強度を高めるためスラブを高温に加熱することは、結晶粒の粗大化を促進し、その後の工程における組織の微細化を困難なものにする。また、圧延時に変態点を通過させる方法は、高純度フェライト系ステンレス鋼が室温から融点までほぼフェライト単相であり相変態を起こさないことから適用することができない。本発明は上記のような問題点を解決するためになされたもので、加工後の表面性状に優れた高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼板の製造方法を提供することを目的とする。

【0005】

【課題を解決するための手段】上記目的を達成するために、本発明の方法は、重量%で、Cr:16.0~32.0%、Mo:2.5%以下を含む高純度フェライト系ステンレス鋼と炭素鋼もしくは低合金鋼を重ね合わせたスラブを、熱間で圧延して高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼板を製造する方法において、1100~1200℃にスラブを加熱後、第1段目の熱間圧延を950℃以上の高温で行った後一旦圧延を中断し、900℃以下で再び累積圧下率50%以上の熱間圧延を施すことを特徴とする加工後の表面性状に優れた高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼板を製造する方法である。また、上記の熱間圧延後に、850~1000℃で焼ならし熱処理を施すことを特徴とする加工後の表面性状に優れた高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼板の製造方法である。

【0006】この製造法の特徴は次の通りである。高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼板において、高い接合強度と加工後の良好な表面性状の両特性を同時に得るためには、熱間圧延工程を目的の異なる2つの工程に分け、それらを最適な条件で組み合わせることが有効で

3

あることを見いだした。すなわち、高温域での第1段目の熱間圧延工程と、低温域での第2段目の熱間圧延工程の、2つの工程に熱間圧延工程を分割し、前工程で高い接合強度を得ることを目的とし、後工程で微細な組織を得ることを目的とし、これらの工程を最適な条件で組み合わせることにより、高い接合強度と微細な組織の両方を得ることができる。ここで、第1段目の熱間圧延工程の条件が不適切であると、高い接合強度が得られないか、あるいはそれ以降の工程における組織の微細化を阻害し加工後の良好な表面性状を得ることができない。また、第2段目の熱間圧延工程の条件が不適切であると、加工後の表面性状が良好になるような微細な組織が得られないか、あるいは接合に寄与する第1段目の熱間圧延における圧下率を十分確保することができなくなる。すなわち、2つに分割した圧延工程の各条件のうち1つでも不適切なものがあれば、高い接合強度あるいは加工後の良好な表面性状あるいはその両方を得ることができなくなるため、各条件を全工程の組み合わせの中で最適化する必要がある。

【0007】また、高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼板においては、母材の機械的性質の観点から、熱間圧延後に焼ならし熱処理を施す場合がある。この場合、焼ならし熱処理条件あるいは熱間圧延条件が不適切であると、熱間圧延により得られた微細な組織が粗大化し、加工後に良好な表面性状が得られない。そこで、熱間圧延後に焼ならし熱処理を施した場合でも組織の粗大化を防止する必要がある。そのためには、熱間圧延工程における低温域での第2段目の熱間圧延工程において組織内に蓄積された歪エネルギーにより、焼ならし熱処理において微細な再結晶組織を形成させ、結晶粒の粗大化を防止することができる。その際、第2段目の熱間圧延工程において、圧下量が少なく、組織内に十分な歪エネルギーが蓄積されていないと、再結晶が起こらないか、あるいは再結晶の核生成サイトの数が少なく、微細な再結晶組織が得られない。また、焼ならし熱処理において、熱処理温度が低いと再結晶が十分起こらず、逆に熱処理温度が高いと再結晶後の粒成長により結晶粒が粗大化してしまう。このため、熱間圧延工程及び焼ならし熱処理の条件を最適化する必要がある。

【0008】

【作用】以下本発明について詳細に説明する。まず、合せ材の高純度フェライト系ステンレス鋼の成分を限定した理由を説明する。従来化学プラント等には耐食性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼が広く用いられているが、オーステナイト系ステンレス鋼は塩化物環境下において応力腐食割れを発生する危険性を有している。これに対し、フェライト系ステンレス鋼の耐食性はオーステナイト系ステンレス鋼よりも劣っているが、耐応力腐食割れ性に優れているという特徴を有している。近年、

4

フェライト系ステンレス鋼においてC、N等の不純物元素量を低減化し耐食性を改善した高純度フェライト系ステンレス鋼が開発され、化学プラント、温水タンク等を使用されるようになってきた。高純度フェライト系ステンレス鋼においてオーステナイト系ステンレス鋼と同等の耐食性を有するためにはCrが重量%で16%以上必要である。また、同様に耐食性の観点からMoの添加が望ましい。しかし、Cr、Moは多量に添加すると製造性、溶接性、経済性等を損なうため、Crは32%を、またMoは2.5%を上限とした。

【0009】次に、クラッド圧延前のスラブ加熱温度を1100~1200℃とした理由を説明する。一般にクラッド圧延においては、スラブ加熱温度を高温にするほど低い圧下比でも安定して高い接合強度が得られるようになる。そこで、スラブ加熱の下限温度としては、通常の圧延において安定して高い接合強度が得られる1100℃とした。一方、上限温度としては、1200℃を越える温度に加熱すると、合せ材の結晶粒が粗大化し、それ以降の圧延工程でいかに大きな圧下を加えても、合せ材の微細な組織を得ることができなくなり、製造後及び加工後に肌荒れが生じるため、1200℃とした。

【0010】次に圧延条件と焼ならし熱処理条件を限定した理由を説明する。表1に供試高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼板の合せ材と母材の化学成分を示す。合せ材にはC量及びN量がそれぞれ0.007wt%、0.008wt%と高純度の18wt%Cr-2wt%Mo系のSUS444を用いた。母材にはSS400を用いた。表2に上記の合せ材と母材を組み合わせ、3条件で圧延を行ったものについて、曲げ半径を板厚tとして表曲げ試験を行った後の合せ材表面性状を示した。熱間圧延を高温から連続して行い、900℃仕上の条件①で圧延を行ったものは、曲げ試験後の合せ材表面に肌荒れが生じた。これに対し、第1段目の熱間圧延を950℃以上の温度で一旦中断し、900℃以下で再び累積圧下率50%以上の熱間圧延を施した条件②及び③で圧延を行ったものは、曲げ試験後の合せ材表面に肌荒れが生じず、良好な表面性状であった。さらに、表2に示す3条件で圧延を行った後、800℃~1050℃の温度で30分間焼ならし熱処理したときの再結晶率と結晶粒径の変化を図1に示した。圧延後の焼ならし熱処理時の再結晶挙動は圧延条件の影響を大きく受け、900℃以下で圧下を加えたものは850℃の焼ならし熱処理で再結晶がほぼ完了するのに対し、900℃仕上材では完全再結晶組織を得るには1050℃の焼ならし熱処理が必要であった。また、900℃以下で圧下を加えたものは圧延後の850℃~1000℃の焼ならし熱処理により微細な再結晶組織を得ることができた。

【0011】

【表1】

第1表 供試鋼板の化学成分 (wt. %)

| | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Nb | sol. Al | N |
|-------------|-------|------|------|-------|-------|-------|------|------|---------|--------|
| 合せ材(SUS444) | 0.007 | 0.45 | 0.26 | 0.015 | 0.001 | 18.16 | 1.86 | 0.13 | 0.120 | 0.0082 |
| 母材(SS400) | 0.126 | 0.19 | 0.96 | 0.013 | 0.004 | — | — | — | 0.030 | — |

【0012】

* * 【表2】

第2表 供試鋼板の圧延条件及び曲げ試験後の合せ材表面性状

| 条件 | スラブ加熱 温度 (°C) | 第1段熱間圧延 仕上温度 (°C) | 第2段熱間圧延 開始温度 (°C) | 第2段熱間圧延 累積圧下率 (%) | 曲げ試験後の 合せ材表面性状 |
|----|------------------|----------------------|----------------------|----------------------|-------------------|
| ① | 1200 | 900 | — | — | 不良 |
| ② | 1200 | 1000 | 900 | 70 | 良好 |
| ③ | 1100 | 950 | 900 | 50 | 良好 |

【0013】図1中には2MHz及び5MHzで行った超音波探傷の可否を併せて示した。再結晶率が90%以上で、かつ結晶粒径が90 μ m以下の組織を有するものは超音波探傷が可能であったが、再結晶率が90%未満あるいは結晶粒径が90 μ mを超える組織のものは雑エコーが発生し超音波探傷が不可能であった。この超音波探傷が可能な組織を有するものは、曲げ半径を板厚 t とした表曲げ試験において、試験後合せ材の表面性状が概ね良好であった。これに対し、超音波探傷が不可能な組織を有するものは、表曲げ試験後の合せ材表面に肌荒れが観察された。すなわち、焼ならし熱処理を施した場合、加工後の合せ材表面に肌荒れが生じないようにするためには、超音波探傷可能な微細な再結晶粒組織を得ることが必要である。

【0014】図2に1200°Cにスラブを加熱後、熱間圧延を1000°Cで一旦中断し、900°C以下または850°C以下で累積圧下率10%~50%の圧延を行い、910°Cで30分の焼ならし熱処理を施したときの再結晶率と結晶粒径の変化を示した。加工後の合せ材表面性状が良好となる再結晶率が90%以上で、かつ結晶粒径が90 μ m以下の組織を得るためには、900°C以下での累積圧下率が50%以上必要であることが分かる。したがって、加工後の合せ材表面性状が良好となるような微細な組織を得るためには、900°C以下での累積圧下率が50%以上の熱間圧延を施すこと、またその後焼ならし熱処理を施す場合には、焼ならし熱処理温度を850°C~1000°Cとすることが必要である。ここで、900°C以下での圧下率が大きくなると、接合に寄与する第1段目の圧下比を十分にとることができなくなる。逆

に、第1段目の圧延で必要以上の圧下を加えると、900°C以下での圧下率を確保することができず、組織の微細化を図ることができない。そこで、950°C以下の圧延が接合に寄与しないことから、全圧下を接合に寄与する950°C以上の圧延と組織微細化のための900°C以下での圧延に効率的に振り分けるため、第1段目の圧延を950°C以上で集中的に行い一旦圧延を中断することが望ましい。

【0015】

【実施例】本発明の特徴を明らかにするために、本発明により製造したSUS444クラッド鋼板と、従来法及び本発明に当てはまらない条件で製造したSUS444クラッド鋼板について特性を比較した。表3に合せ材に用いたSUS444の成分を示す。母材にはすべてSS400を用いた。表4に焼ならし熱処理を施さない場合の供試クラッド鋼板の製造条件を示す。表5に表4により製造した鋼板の特性を示す。また、表6に焼ならし熱処理を施した場合の供試クラッド鋼板の製造条件を示す。表7に表6により製造した鋼板の特性を示す。表5及び表7の剪断強度はJIS G 0601の剪断強度試験法により測定した。製造後の合せ材表面性状は、粗さ計により測定した合せ材表面の最大高さ R_{max} が0.1mm未満の場合を良好とした。曲げ加工後の合せ材表面性状も圧延後の合せ材表面性状に準じて評価を行った。また、表7の超音波探傷は2MHz及び5MHzで行った。

【0016】

【表3】

第3表 合せ材 (SUS444) の化学成分 (wt. %)

| 符号 | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Nb | sol. Al | N |
|----|-------|------|------|-------|-------|-------|------|------|---------|--------|
| a | 0.006 | 0.11 | 0.27 | 0.010 | 0.002 | 17.42 | 1.99 | 0.22 | 0.110 | 0.0033 |
| b | 0.009 | 0.42 | 0.23 | 0.012 | 0.002 | 17.96 | 1.98 | 0.24 | 0.112 | 0.0066 |
| c | 0.006 | 0.14 | 0.32 | 0.013 | 0.001 | 17.51 | 2.03 | 0.27 | 0.081 | 0.0080 |
| d | 0.008 | 0.41 | 0.23 | 0.011 | 0.002 | 17.90 | 1.99 | 0.23 | 0.115 | 0.0063 |
| e | 0.007 | 0.14 | 0.32 | 0.018 | 0.001 | 17.52 | 2.02 | 0.24 | 0.087 | 0.0084 |
| f | 0.003 | 0.32 | 0.29 | 0.019 | 0.001 | 18.16 | 2.04 | 0.25 | 0.130 | 0.0042 |
| g | 0.007 | 0.45 | 0.26 | 0.015 | 0.001 | 18.16 | 1.86 | 0.26 | 0.120 | 0.0082 |
| h | 0.005 | 0.32 | 0.29 | 0.015 | 0.002 | 18.26 | 2.14 | 0.25 | 0.116 | 0.0049 |

【0017】

* * 【表4】

第4表 実施例1 (製造条件)

| 区分 | 符号 | 合せ材 | スラブ加熱温度 (°C) | 第1段熱間圧延終了温度 (°C) | 第2段熱間圧延開始温度 (°C) | 第2段熱間圧延累積圧下率 (%) |
|------|-----|-----|--------------|------------------|------------------|------------------|
| 本発明鋼 | A1 | a | 1150 | 983 | 900 | 60 |
| | A2 | a | 1100 | 969 | 850 | 60 |
| | A3 | a | 1200 | 992 | 900 | 70 |
| | A4 | b | 1150 | 975 | 900 | 50 |
| | A5 | c | 1100 | 958 | 850 | 50 |
| 従来鋼 | A6 | d | 1200 | 906 | — | — |
| | A7 | d | 1200 | 936 | — | — |
| | A8 | e | 1150 | 899 | — | — |
| 比較鋼 | A9 | a | 1050 | 961 | 900 | 70 |
| | A10 | a | 1250 | 1034 | 900 | 50 |
| | A11 | f | 1200 | 1004 | 950 | 50 |
| | A12 | f | 1150 | 907 | 850 | 20 |
| | A13 | f | 1100 | 957 | 850 | 40 |

【0018】

【表5】

第5表 実施例1 (鋼板の特性)

| 区分 | 符号 | 剪断強度 (MPa) | 圧延後の 合せ材表面性状 | 曲げ加工後の 合せ材表面性状 |
|------------------|------|---------------|-----------------|-------------------|
| 本 発 明 鋼 | A 1 | 34.6 | 良好 | 良好 |
| | A 2 | 35.3 | 良好 | 良好 |
| | A 3 | 37.0 | 良好 | 良好 |
| | A 4 | 36.1 | 良好 | 良好 |
| | A 5 | 35.5 | 良好 | 良好 |
| 従 来 鋼 | A 6 | 35.1 | 不良 | 不良 |
| | A 7 | 36.8 | 不良 | 不良 |
| | A 8 | 34.2 | 良好 | 不良 |
| 比 較 鋼 | A 9 | 21.2 | 良好 | 良好 |
| | A 10 | 37.5 | 不良 | 不良 |
| | A 11 | 36.3 | 良好 | 不良 |
| | A 12 | 35.9 | 良好 | 不良 |
| | A 13 | 34.7 | 良好 | 不良 |

[0019]

* * [表6]

第6表 実施例2 (製造条件)

| 区分 | 符号 | 合せ 材 | スラブ加熱 温度 (℃) | 第1段熱間圧延 終了温度 (℃) | 第2段熱間圧延 開始温度 (℃) | 第2段熱間圧延 累積圧下率 (%) | 焼ならし熱 処理温度 (℃) |
|------------------|------|---------|-----------------|---------------------|---------------------|----------------------|-------------------|
| 本 発 明 鋼 | N 1 | a | 1150 | 983 | 900 | 60 | 910 |
| | N 2 | a | 1200 | 1008 | 900 | 70 | 900 |
| | N 3 | a | 1100 | 962 | 900 | 60 | 910 |
| | N 4 | b | 1150 | 979 | 850 | 50 | 950 |
| | N 5 | c | 1200 | 997 | 900 | 60 | 850 |
| | N 6 | g | 1200 | 1019 | 900 | 50 | 1000 |
| 従 来 鋼 | N 7 | d | 1200 | 906 | — | — | 910 |
| | N 8 | e | 1150 | 871 | — | — | 910 |
| | N 9 | f | 1150 | 882 | — | — | 910 |
| 比 較 鋼 | N 10 | a | 1050 | 954 | 900 | 70 | 910 |
| | N 11 | a | 1250 | 1034 | 900 | 50 | 910 |
| | N 12 | f | 1150 | 981 | 950 | 50 | 910 |
| | N 13 | g | 1100 | 919 | 850 | 30 | 1000 |
| | N 14 | g | 1150 | 960 | 850 | 40 | 1000 |
| | N 15 | h | 1150 | 955 | 900 | 70 | 800 |
| | N 16 | h | 1150 | 958 | 900 | 50 | 1030 |

[0020]

[表7]

第7表 実施例2 (鋼板の特性)

| 区分 | 符号 | 剪断強度 (MPa) | 圧延後の 合せ材表面性状 | 曲げ加工後の 合せ材表面性状 | 超音波探傷 の可否 |
|------------------|------|---------------|-----------------|-------------------|--------------|
| 本 発 明 鋼 | N 1 | 34.6 | 良好 | 良好 | 可 |
| | N 2 | 34.8 | 良好 | 良好 | 可 |
| | N 3 | 33.1 | 良好 | 良好 | 可 |
| | N 4 | 34.2 | 良好 | 良好 | 可 |
| | N 5 | 36.9 | 良好 | 良好 | 可 |
| | N 6 | 33.7 | 良好 | 良好 | 可 |
| 従 来 鋼 | N 7 | 35.1 | 不良 | 不良 | 否 |
| | N 8 | 34.5 | 良好 | 不良 | 否 |
| | N 9 | 37.2 | 良好 | 不良 | 否 |
| 比 較 鋼 | N 10 | 24.9 | 良好 | 良好 | 可 |
| | N 11 | 37.5 | 不良 | 不良 | 否 |
| | N 12 | 36.5 | 良好 | 不良 | 否 |
| | N 13 | 34.3 | 良好 | 不良 | 否 |
| | N 14 | 34.5 | 良好 | 不良 | 否 |
| | N 15 | 34.6 | 良好 | 不良 | 否 |
| | N 16 | 37.2 | 良好 | 不良 | 否 |

【0021】A1～A5及びN1～N6は本発明により製造したクラッド鋼板であり、剪断強度も高く、製造後と曲げ加工後の合せ材表面性状は良好であり、N1～N6はさらに超音波探傷も可能であった。一方、スラブ加熱後連続した圧延を施した従来鋼板のA6～A8及びN7～N9は接合強度は高かったが、曲げ加工後に合せ材表面に肌荒れが発生し、N7～N9はさらに超音波探傷が雑エコー発生のため不可能であった。さらに、A6、

【0022】A9とN10はスラブ加熱温度が低かったため剪断強度が劣っていた。A10とN11はスラブ加熱温度が高かったため製造後と曲げ加工後の合せ材の表面に肌荒れが生じ、N11はさらに超音波探傷が不可能であった。A11とN12は第2段目の熱間圧延を950℃で開始し累積圧下率が50%であったため、900℃以下での累積圧下率が不足し、曲げ加工後の合せ材表面に肌荒れが生じ、N12ではさらに超音波探傷が不可能であった。A12とN13は第1段目の熱間圧延をそれぞれ907℃、919℃まで行い、第2段目の圧下率を確保することができなかったため、曲げ加工後の合せ

材表面に肌荒れが生じ、N13はさらに超音波探傷が不可能であった。A13とN14は第2段目の熱間圧延の圧下率が不足したため、N15は焼ならし熱処理温度が低かったため、N16は焼ならし熱処理温度が高かったため、曲げ加工後の合せ材表面に肌荒れが生じ、N14～N16はさらに超音波探傷が不可能であった。本発明により製造したクラッド鋼板の鏡板加工後の合せ材表面性状を確認するため、実際に表6のN1について冷間スピニング加工による鏡板加工を実施し、加工後の合せ材表面性状を調査した。鏡板の形状は内径1250mmの半楕円型とした。加工後の合せ材表面性状は肌荒れがなく良好なものであり、本発明鋼は鏡板加工後も優れた合せ材表面性状を有することが確認された。

【0023】

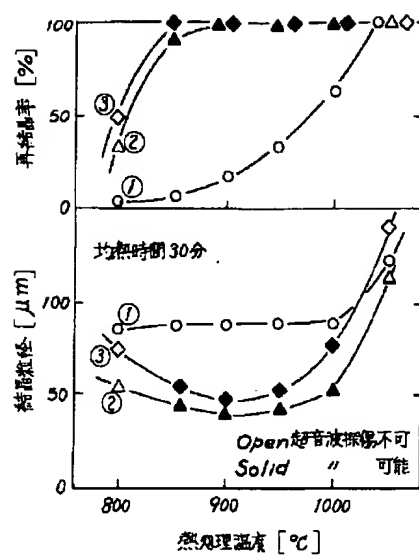
【発明の効果】本発明により製造された高純度フェライト系ステンレスクラッド鋼板は、従来法により製造された鋼板に比べて加工後の表面性状に優れていた。ゆえに、本発明によれば鏡板加工等の加工後に合せ材の研磨工程の短縮・省略が可能となり、その結果大幅なコスト低減が可能である。

【図面の簡単な説明】

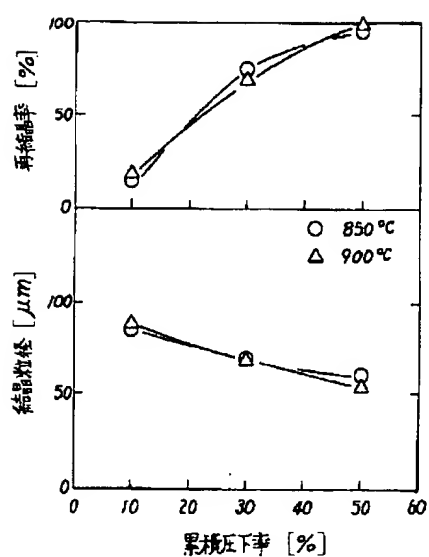
【図1】圧延条件及び焼ならし熱処理条件による組織変化を示した図である。

【図2】圧延条件による組織変化を示した図である。

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(51) Int. Cl.⁵

識別記号 庁内整理番号

F I

技術表示箇所

C 2 1 D 9/46

Z

C 2 2 C 38/00

3 0 2 H

38/22

(72) 発明者 木村 秀途

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☐ FADED TEXT OR DRAWING
- ☐ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☒ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☒ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☐ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.